بررسی اثر متقابل سختی، ناخالصی و ریز ساختار بر رفتار خستگی فولاد*

سمیرا مرتضائی[۱] علیرضا مشرقی[۲]

چکیده

در این تحقیق فولادهای آلیاژی با سختی‌های متفاوت مورد آزمایش خستگی قرار گرفتند. نتایج نشان داد که حد خستگی با افزایش سختی تا ۴۰۰ ویکرز افزایش و در مقادیر بیش از ۴۰۰ ویکرز دچار افت می‌گردد. مشاهدات سطح شکست نمونه‌های فوق توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد که در اکثر نمونه‌ها، ناخالصی‌های غیر فلزی منشأ شروع شکست خستگی می‌باشند. با پیش‌بینی شدت تنش آستانه Δk_{th} و مطابقت آن با مشاهدات میکروسکوپ الکترونی روبشی ناشی از سطح شکست نهایی و مقایسه با حد خستگی فولاد، می‌توان توجیه مناسبی بر تأثیر سختی زمینه بر رفتار خستگی فولاد و رابطه ای بین آن دو ارائه کرد.

واژه‌های کلیدی استحکام خستگی، ناخالصی‌های غیر فلزی، ضریب شدت تنش.

The Effect of Interaction Between Hardness, Inclusion and Microstructures on the Fatigue Behavior of Steel

S. Mortezaei A.R. Mashreghi

Abstract

In this study, the fatigue behavior of alloy steels with different hardness values was tested. Results showed that the fatigue limit increases by the increment of hardness up to 400 Vickers whereas it drops when the hardness value exceeds 400 Vickers. Fractographic observations using scanning electron microscopy revealed non-metallic inclusions as the dominant fatigue crack initiation sites. By predicting the threshold stress intensity, with the aid of scanning electron microscope observations of the fracture surface and comparing the fatigue limit of the steels, the appropriate effect of hardness on the fatigue behavior of the steel can be presented. Finally, simple and accurate models were proposed for the estimation of the fatigue limit by means of hardness.

Key words Fatigue Strength, Non-metallic inclusion, Stress intensity factor.

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۲/۱۰ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۵/۵/۵ به دفتر نشریه رسیده است

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

(۲) نویسنده مسئول: دانشیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد. amashreghi@yazd.ac.ir

DOI:10.22067/ma.v28i1.32874.

مقدمه

در تمام فولادهای آلیاژی، حضور ناخالصی‌های غیر فلزی از نگرانی‌های فولادسازان و قطعه‌سازان به شمار می‌رود. این ناخالصی‌ها در فرآیند فولادسازی تشکیل شده و اکثر آن‌ها دارای ترکیبات اکسیدی و سولفیدی می‌باشند. یکی از عمده‌ترین دلایل تخریب و شکست قطعات صنعتی که در معرض بارگذاری‌های دینامیکی قرار دارند، خستگی است. نظر به اینکه علت تقریباً تمام شکست‌های خستگی جوانه زنی ترک از محل‌های دارای تمرکز تنش می‌باشد، لذا ناخالصی‌ها که منشأ تمرکز تنش در قطعات هستند، بر روی استحکام خستگی تأثیر چشمگیری دارند. عوامل بسیاری سبب خستگی فلز می‌شوند و ارزیابی رفتار خستگی با استفاده از اطلاعات محدود تقریباً غیر ممکن است. بدست آوردن یک روش مناسب برای پیش بینی حد خستگی (σ_w) در حضور این ناخالصی‌ها، یک نیاز طولانی مدت برای مهندسین مختلف بوده است. منحنی S–N که ارتباط بین تنش اعمالی و تعداد سیکل‌هایی که منجر به شکست می‌شود را نشان می‌دهد، توسط داده‌های آزمایشگاهی بدست آمده و رفتار خستگی مواد را پیشبینی می‌کند. رسم چنین نمودارهایی با وجود اینکه بسیار مفید می‌باشد اما به علت گرانی و زمان بر بودن، در صنعت کاربرد محدودی دارند. خستگی فلزات، تحت تأثیر پارامترهای مختلفی از جمله ساختار ماده، تنش تسلیم (σ_y)، تنش کششی نهایی (σ_u)، اندازه دانه، ناخالصی‌های فلزی و غیر فلزی، زبری سطح، ترک، سختی ماده و... قرار می‌گیرد [6-1]. در سال‌های گذشته ارتباط‌های تجربی بسیاری میان استحکام کششی نهایی و یا سختی با حد خستگی پیشنهاد شده‌اند، برای مثال، موراکامی دو رابطه یکی برای تخمین حداقل مقدار و دیگری برای تعیین حداکثر مقدار استحکام خستگی پیش‌بینی کرده است. زمانی که فلزات بدون نقص هستند، حداکثر مقدار حد خستگی را می‌توان با معادله (۱) برای سختی کمتر از ٤۰۰ ویکرز (H_V<400) ارزیابی نمود [1].

$$\sigma_{wm} = 1.6H_V \qquad (۱)$$

حداقل استحکام خستگی زمانی است که شکست خستگی ناشی از عیب یا ناخالصی غیر فلزی باشد. موراکامی و همکارانش یک روش مفید و ساده که بر اساس دو کمیت اساسی بنا شده، برای پیش‌بینی σ_w ارائه کردند. این کمیت‌های اساسی، سختی ویکرز که بیانگر استحکام فولاد و $\sqrt{area}$ (area، بزرگترین مساحت تصویر شده عیب عمود بر محور تنش اعمالی) که بیانگر پارامتر هندسی نقص می‌باشد، هستند. پیش‌بینی حداقل حد خستگی توسط معادله پیشنهادی موراکامی را می‌توان چنین بیان نمود [5]:

$$\sigma_{wd}=\frac{1.41(H_V+120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \qquad (۲)$$

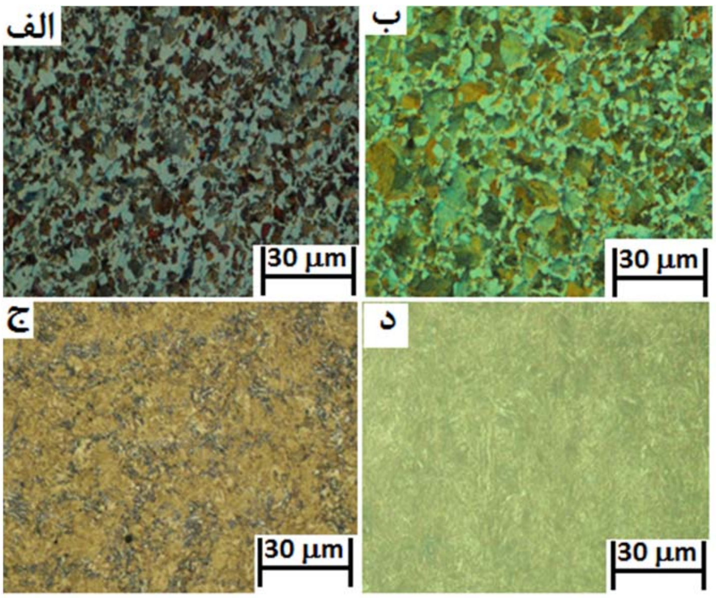
معادلات (۱) و (۲) که توسط موراکامی پیشنهاد شده محدوده‌ای از حد خستگی، از بیشترین مقدار برای قطعه بدون عیب تا کمترین مقدار که برای قطعه دارای نقص است، را به ما می‌دهد. تاکنون روش مشخصی برای برآورد دقیق حد خستگی فولاد با توجه به تأثیر ناخالصی غیرفلزی به عنوان عامل اصلی شکست خستگی با استفاده از سختی ویکرز گزارش نشده است و تنها کاسگراند و همکارانش در سال‌های اخیر در این زمینه کار کردند [6]. آنها نیز از فرمول (۲) موراکامی برای پیش‌بینی حد خستگی استفاده کردند ولی برای جایگزینی $\sqrt{area}$ فرمول جدیدی ارائه دادند که در نهایت فاکتورهای حساسیت ریزساختار به ترک، ناخالصی و زبری سطح را در نظر نگرفته‌اند. بنابراین، در این مقاله سعی شده است روشی جدید، ساده و نسبتاً دقیق برای تخمین حد خستگی با استفاده از سختی ویکرز با توجه به تأثیر ناخالصی غیرفلزی و زبری سطح ارائه شود. با توجه به اینکه ناخالصی‌های غیرفلزی عامل اصلی شکست در فولادهای آلیاژی می‌باشند، بنابراین پیدا کردن روشی مناسب برای تعیین اندازه بحرانی ناخالصی برای استفاده در صنعت فولادسازی یکی دیگر از اهداف این تحقیق می‌باشد.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق جهت انجام آزمایشات خستگی، نمونه‌های استاندارد خستگی از چهار نوع فولاد تجاری 1.7218، 1.7176، 1.1302، DIN 1.1186 مطابق با استاندارد DIN 50113 تهیه شد. هر فولاد به منظور دست‌یابی به سختی‌های مختلف، تحت یک سیکل عملیات حرارتی خاص قرار گرفت. در جدول (۱) این سیکل‌ها به صورت خلاصه آورده شده است. نمونه‌های حاصل از سیکل‌های مختلف بعد از عملیات حرارتی، تحت بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی خستگی قرار گرفتند. برای مشاهده ریزساختار، نمونه‌های متالوگرافی ابتدا با استفاده از تکنیک‌های متداول پولیش، آماده و مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری انجام شد. کسر حجمی فازهای هر ریزساختار توسط نرم افزار آنالیز تصویر (Clemex) تعیین گردید. آزمون خستگی با استفاده از دستگاه آزمون خستگی از نوع چرخشی-خمشی با فرکانس ۹۷ هرتز (۵۸۰۰ دور بر دقیقه) و نسبت تنشی ۱- =R در دمای محیط انجام گردید. آزمایش‌ها تا زمانی که نمونه بشکند یا $۱۰^۷$ سیکل تنش را تحمل کند، ادامه یافتند. حداقل ٤ آزمون سختی بر روی نمونه‌های عملیات حرارتی شده در هر گروه انجام شد که مقدار متوسط آن گزارش شده است. همچنین به منظور تعیین اندازه و محل ناخالصی غیرفلزی، عامل شکست خستگی و نیز برای تعیین چگونگی شکست نهایی، سطوح مختلف شکست بوسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفتند.

جدول۱ فرآیند عملیات حرارتی و سختی فولادهای مورد مطالعه

سختی(H_v)	دمای تمپر کردن(°C)	دمای آستنیته(°C)–محیط سرد کردن–زمان آستنیته(دقیقه)	فولاد (DIN)
۱۹۵	-	نورد گرم	1.1186
۲۹۷	-	هوا-۱۲۰۰	1.1302
۳۹۲	٤۰۰	روغن گرم-۸۵۰-۳۰	1.7218
۵۵۳	٤۲۰	روغن گرم-۸۷۰-۵۵	1.7176

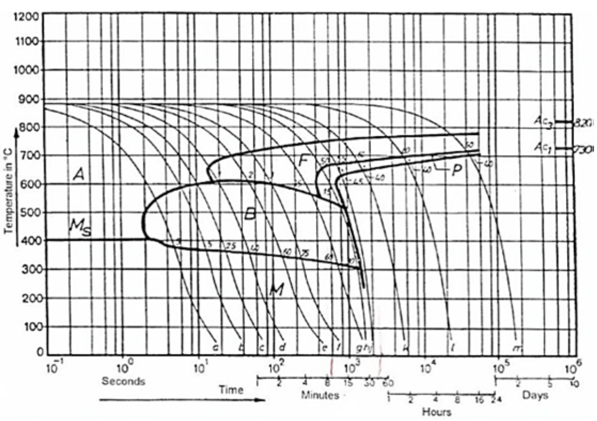


شکل۱ تصاویر میکروسکوپی ریزساختار فولادهای الف)1.1186 ب)1.1302 ج)1.7218 د)1.7176

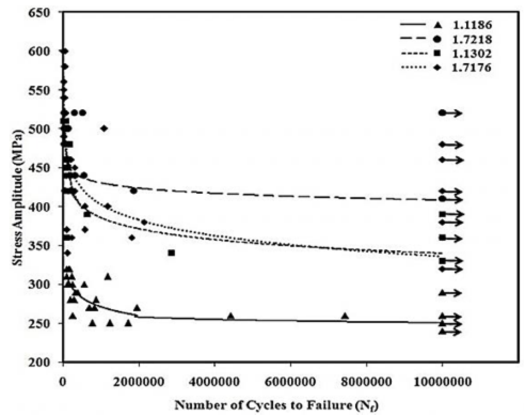
نتایج و بحث

مشاهدات ریز ساختاری. ساختار میکروسکوپی فولادهای مورد آزمایش در شکل (۱) آورده شده است. فولاد 1.1186 ساختار فریتی-پرلیتی نسبتاً ریزی دارد که مناطق روشن حاوی ٤٠ درصد فاز فریت و بقیه که مناطق تیره می‌باشد، حاوی فاز پرلیت است. فولاد 1.1302 با ساختار فریتی-پرلیتی نسبتاً درشت با مناطق روشن حاوی۳۰ درصد فاز فریت و بقیه مناطق که تیره رنگ است، پرلیت می‌باشد. فولاد 1.7218 شامل ۸ درصد فاز سفید رنگ فریت، ۳۲ درصد فاز تیره رنگ بینیت و بقیه مارتنزیت تمپر شده می‌باشد. در نهایت ساختار فولاد 1.7176 کاملاً مارتنزیت تمپر شده است. فولاد 1.1186 و 1.1302 هر دو ساختار فریتی-پرلیتی دارند، اما به دلیل وجود بیشتر فاز نرم فریت در فولاد 1.1186 این فولاد از سختی کمتری برخوردار است. با توجه به نمودار CCT فولاد 1.7218 شکل(۲) و با توجه به سرعت بالای سرد کردن در روغن، انتظار می‌رود ساختار این فولاد فاز فریت نداشته باشد، ولی طبق شرایط خاص عملیات حرارتی در این پژوهش، ساختار حاوی فاز فریت نیز هست؛ زیرا دمای آستنیته استاندارد فولاد 1.7218، ۸۷۵°C می‌باشد در صورتیکه در این تحقیق در دمایی زیر دمای آستنیته استاندارد (۸۵۰ °C) آستنیته کردن فولاد انجام شد، که این باعث می‌شود کاربیدها به صورت حل نشده در ساختار باقی بمانند و ساختار کاملاً آستنیتی نشده و این موجب می‌شود که نمودار CCT به سمت چپ میل کند. همچنین، نمونه‌ها بلافاصله بعد از بیرون آمدن از کوره کوئنچ نشدند و این از سرعت سرد شدن می‌کاهد. از آنجا که با انجام عملیات حرارتی یکسان، ساختار حاصل برای فولاد 1.7176 کاملاً مارتنزیت تمپر شده می‌باشد، در حالیکه فولاد 1.7218 ساختار سه فازی دارد، لذا فولاد 1.7218 نسبت به فولاد 1.7176 سختی پذیری کمتری دارد.

نمودارS-N. شکل (۳) نمودار S-N حاصل از آزمایشات خستگی تمام نمونه‌های مورد بررسی را نشان می‌دهد. تنشی که در آن نمونه بتواند $۱۰^{۷}$سیکل را بدون شکست تحمل نماید، حد خستگی (σ_w) نامیده می‌شود که در نمودار حاصله بین سیکل‌های $۱۰^{٦}$و $۱۰^{۷}$یک ناحیه افقی حاصل شده است که تعیین حد خستگی را آسان می‌نماید. یکی از مهم‌ترین اهداف آزمون خستگی برای فولادها، تعیین حد خستگی است. این بدین دلیل است که قطعاتی که تحت تنش خستگی هستند باید طوری طراحی شوند که در حین کار تحت تنشی کمتر و یا حداکثر برابر با حد خستگی قرار گیرند. حد خستگی فولادهای 1.1186، 1.1302، 1.7218 و 1.7176 به ترتیب برابر با MPa ۲٤۰، ۳۳۰، ٤۱۰ و۳۲۰ می‌باشد.



شکل۲ نمودار CCT فولاد 1.7218



شکل۳ نمودار S-N فولادهای مورد مطالعه

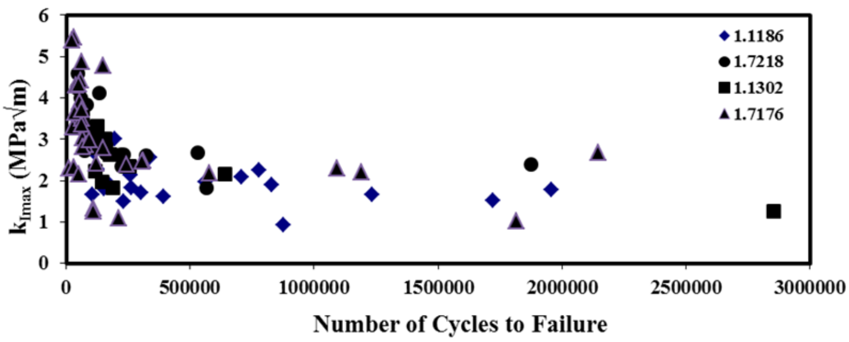
با این که فولاد 1.7218 سخت‌ترین فولاد از بین چهار نوع فولاد مورد آزمایش نمی‌باشد، اما حداکثر حد خستگی را به خود اختصاص داده است. علاوه بر این فولاد 1.7176 با ساختار مارتنزیت تمپر شده، که بیشترین مقدار سختی را دارد، حد خستگی مشابهی با فولاد نرماله 1.1302 دارد. فولاد 1.1186 با ساختار فریتی-پرلیتی ریز و داشتن بیشترین فاز نرم فریت و کم‌ترین سختی، کم‌ترین حد خستگی را نیز دارد.

ارتباط بین سختی و حد خستگی. تأثیر ناخالصی غیر فلزی توسط ضریب شدت تنش (K_{Imax}) با استفاده از فرمول زیر بیان می‌شود [5]:

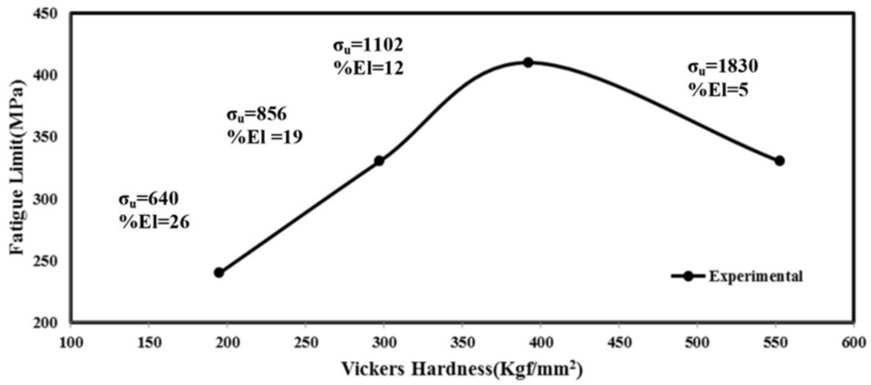
$$K_{Imax} = C_1\,\sigma\sqrt{\pi\sqrt{area}} \qquad (۳)$$

در این رابطه σ تنش اعمالی و $\sqrt{area}$ اندازه ناخالصی و C_1 مقداری ثابت و تابع موقعیت ناخالصی است و مقدار آن به ترتیب برای ناخالصی‌های داخلی و سطحی ۰/۵ و ۰/۶۵ می‌باشد. برای تعیین مقدار $\sqrt{area}$، همه نمونه‌های شکسته شده، در زیر میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفتند و بعد از مشخص شدن ناخالصی عامل شکست، ابعاد آن اندازه گیری می شود. اگر مقطع ناخالصی در سطح شکست به دایره نزدیک باشد از فرمول محاسبه سطح دایره و اگر شبیه بیضی باشد از رابطه بیضی برای محاسبه مجذور سطح استفاده می‌شود. ارتباط بین شدت تنش (K_{Imax}) تولید شده توسط ناخالصی غیر فلزی و تعداد چرخه‌هایی که منجر به شکست می‌شود (N_f)، برای همه نمونه‌های آزمایش شده در شکل (٤) نشان داده شده است. می‌توان مشاهده کرد که با کاهش K_{Imax}، N_f افزایش می‌یابد. مطابق فرمول محاسبه K_{Imax} (فرمول ۳)، شدت تنش به اندازه ناخالصی و تنش اعمالی بر روی آن بستگی دارد. از اینرو طبق نتایج آزمایشات انجام شده در این تحقیق، در برخی نمونه‌های دارای ناخالصی بزرگ، مشاهده شده که شکست خستگی از این ناخالصی‌ها نبوده است؛ زیرا موقعیت این ناخالصی‌ها به گونه‌ای است که تحت تنش کمتری نسبت به بعضی از ناخالصی‌های کوچکتر که در موقعیت‌های دارای تنش بزرگتر هستند، قرار دارند. بنابراین، برای بررسی استحکام و روابط خستگی، استفاده از ضریب شدت تنش که هر دو پارامتر اندازه ناخالصی و تنش را به طور همزمان شامل می‌شود، یکی از بهترین و قابل اعتمادترین معیارها می‌باشد [5].

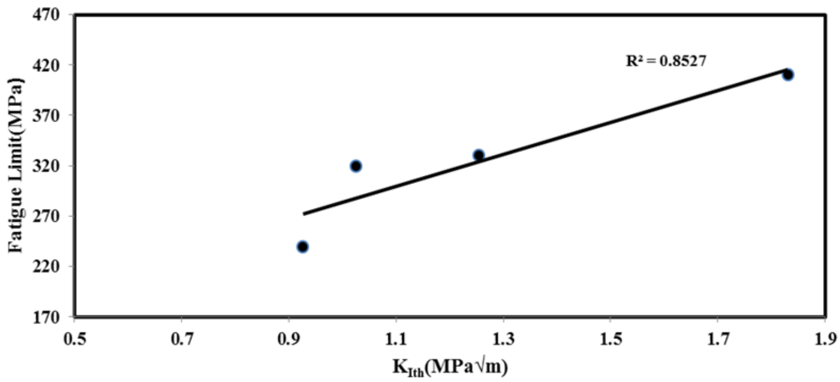
شکل (۵) ارتباط بین سختی زمینه و حد خستگی را در فولادهای مورد آزمایش نشان می‌دهد. با توجه به شکل (۵)، حد خستگی با افزایش سختی تا حدود ٤٠٠ ویکرز افزایش می‌یابد، در حالیکه برای مقادیر بیشتر، سختی کاهش می‌یابد. در محدوده $H_v>400$ با وجود سختی بیشتر ساختار، ترک راحت‌تر انتشار می‌یابد که این منجر به شکست سریع‌تر می‌شود. این پدیده را می‌توان به ناحیه پلاستیک کوچک‌تر در مقابل نوک ترک در فولادهای با استحکام بالا نسبت داد.



شکل٤ رابطه بین ضریب شدت تنش ناشی از ناخالصی k_{Imax} و تعداد سیکل خستگی تحمل شده (N_f) توسط نمونه‌های مورد آزمایش



شکل۵ رابطه بین حد خستگی و سختی ویکرز فاز زمینه در نمونه‌های مورد آزمایش



شکل٦ رابطه بین حد خستگی و ضریب شدت تنش آستانه K_{Ith} در نمونه‌های مورد آزمایش

در نتیجه، در فولاد با سختی بالاتر در مقایسه با فولادهای با سختی کم و متوسط وقتی ناخالصی غیر فلزی در ساختار وجود داشته باشد، هنگامی‌که ترک خستگی از ناحیه مرزی زمینه و ناخالصی جوانه می‌زند، در کل ساختار با سرعت بیشتری انتشار می‌یابد. بنابراین، اثر مخرب آن روی استحکام خستگی بیشتر مشهود است. شکل (۵) ارتباط بین حد خستگی و سختی ویکرز را نشان می‌دهد. با توجه به داده‌های استحکام کششی و درصد ازدیاد طول برای هر یک از نقاط در نمودار شکل (۵)، مشخص است که استحکام کششی زیاد به تنهایی معیار مناسبی برای داشتن حد خستگی بالا نمی‌باشد. هر دو پارامتر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول بر روی حد خستگی تأثیر گذارند؛ بدین معنا که فولاد برای داشتن حد خستگی بالا، علاوه بر استحکام مناسب بایستی چقرمگی خوبی نیز داشته باشد. ضریب شدت تنش بیان کننده مقدار افزایش تنش اعمالی به نمونه توسط ناخالصی در مرز بین آن و زمینه است. کمترین مقدار K_{Imax} برای هر نوع فولاد (K_{Ith}) نامیده می‌شود که بیانگر حداکثر مقاومت ساختار در برابر شکست خستگی می‌باشد و هرگاه مقادیری کمتر از این شدت تنش در نمونه ایجاد شوند ریز ساختار قادر خواهد بود تا در برابر آن مقاومت نماید [7]. با توجه به این توضیحات، فاکتور K_{Ith} می‌تواند یک معیار مناسب برای برآورد حد خستگی باشد. در شکل (٦) ارتباط بین حد خستگی و K_{Ith} نشان داده شده است. در این شکل می‌توان دید که با افزایش K_{Ith}، σ_w نیز افزایش یافته است. با گذراندن یک خط بهینه از داده-های شکل (٦) می توان ارتباط بین این دو فاکتور را مطابق معادله ٤ بدست آورد.

$$\sigma_w = (158.46\ K_{Ith}) + 125.51 \qquad (٤)$$

با توجه به نمودار شکل (٦) رابطه بین σ_w و K_{Ith} خطی می‌باشد. ارتباط بین K_{Ith} و سختی فولادهای مورد آزمایش در شکل (۷) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، K_{Ith} نیز رفتار مشابهی با حد خستگی دارد. با توجه به شکل (٦) با افزایش K_{Ith}، σ_w نیز افزایش می‌یابد و از آنجا که هر دو روند یکسانی با H_v دارند، بنابراین فاکتور K_{Ith} می‌تواند معیار مناسبی برای تخمین حد خستگی باشد. معادله (۵) که در محدوده H_v<400 بدست آمده است ما را قادر به پیش بینی فاکتور شدت تنش آستانه (K_{Ith})، با H_v می‌کند:

$$K_{Ith} = (0.0046\ H_v) - 0.010 \qquad (۵)$$

با جایگزینی معادله (۵) در معادله (٤)، معادله جدیدی حاصل می‌شود که σ_w را بر اساس H_v پیش‌بینی می‌کند:

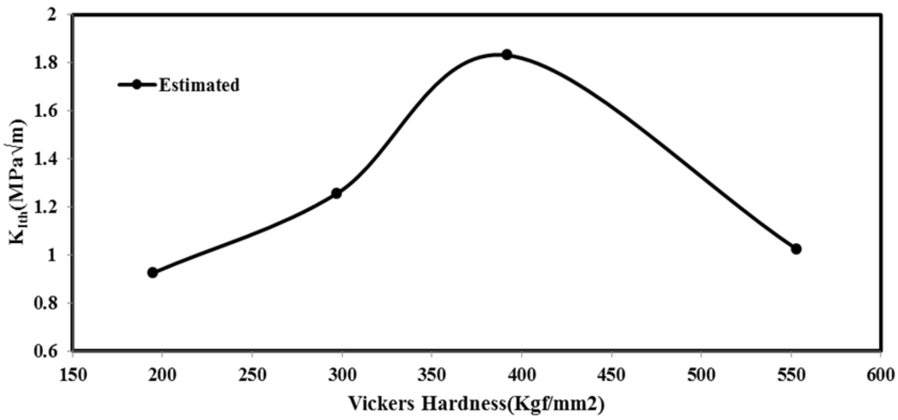
$$\sigma_w = (0.73\ H_v) + 123.8 \qquad (٦)$$

برای تعیین حد خستگی بدون انجام آزمایش‌های خستگی وقت‌گیر و هزینه‌بر می‌توان از فرمول‌های پیشنهادی برای فولادهایی با سختی حداکثر ٤۰۰ ویکرز استفاده کرد. فرمول (٦) که به طور غیرمستقیم ارتباط σ_w را با H_v مشخص می‌کند، می‌تواند برای تخمین حد خستگی با داشتن سختی فولاد استفاده گردد. برای صحت‌سنجی رابطه‌های پیشنهادی برای پیش‌بینی حد خستگی، مقایسه‌ای بین مقادیر عملی حاصل از آزمایش‌های خستگی که توسط محققین دیگر [8-13] بدست آمده و مقادیر تئوری حاصل از فرمول (٦) انجام شده، نتایج این مقایسه در جدول (۲) آورده شده است. شایان ذکر است که فولادهای مورد آزمایش در این تحقیق سطوح زبر و بدون پولیش داشته و فرمول‌های پیشنهادی برای فولادهایی که سطوح پولیش شده دارند، با خطا همراه است. همانطور که از نتایج حاصل از جدول (۲) مشخص است، درصد خطا بین مقادیر تئوری و عملی حد خستگی در فولاد با سطح زبر، تنها ۵٪ می‌باشد که نتیجه قابل قبولی خواهد بود.

تعیین اندازه ناخالصی بحرانی Critical Inclusion Size

برای بدست آوردن اندازه بحرانی ناخالصی می‌توان از فاکتور K_{Ith} که کم‌ترین مقدار ضریب شدت تنش می‌باشد، استفاده کرد. از معادله زیر جهت پیش-بینی اندازه بحرانی ناخالصی عامل شکست خستگی می‌توان استفاده نمود [۷]:

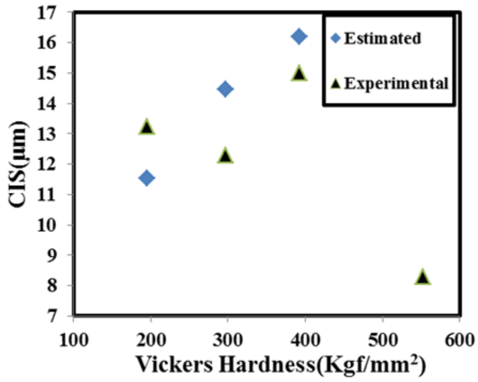
$$\sqrt{area_c} = \frac{1}{\pi}\left[\frac{K_{Ith}}{0.65\sigma_W}\right]^2 \qquad (۷)$$



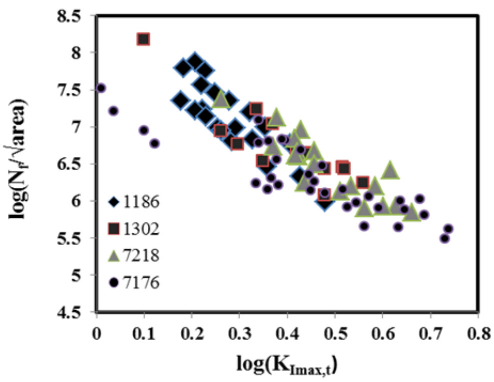
شکل۷ رابطه بین ضریب شدت تنش ناشی از ناخالصی K_{Ith} و سختی ویکرز فاز زمینه نمونه‌های مورد آزمایش

جدول۲ مقایسه بین حد خستگی واقعی و تئوری

ردیف	سختی نمونه (H_v)	σ_w پیش‌بینی شده توسط (فرمول ۷)	σ_w واقعی	مقدار اختلاف	درصد خطا (٪)	شرایط سطح نمونه	مرجع
۱	۱۷۷	۲۵۳/۰۱	۲۵۵	۱/۹۹	۰/۷۸	الکترو پولیش	۸
۲	۳۲۷	۳۶۲/۵۱	۶۰۰	۲۳۷/۴۹	۳۹/۵	پولیش شده	۹
۳	۲۵۰	۳۰۶/۳	۳۲۴	۱۷/۷	۵/۴۶	زبر	۱۰
٤	۳۳۶	۳۶۹/۰۸	۵٤۵	۱۷۵/۹۲	۳۲/۳	پولیش شده	۱۱
٥	۳۶۰	۳۸۶/۶	٤۲٥	۳۸/٤	۹		۱۲
٦	۲۷٥	۳۲٤/٥٥	۳٥۰	۲٥/٤٥	۷/۳		۱۲
۷۷	۳۳۲	۳٦٦/۱٦	٤۳۰	٦۳/۸٤	۱٤/۸٤	پولیش شده	۱۳
۸	۳۳٤	۳٦۷/٦۲	٤۷۰	۱۰۲/۳۸	۲۱/۷۸		
۹	۳٤۰	۳۷۲	٥۳۰	۱٥۸	۲۹/۸۱		
۱۰	۳۳۷	۳٦۹/۸۱	٥٤۰	۱۷۰/۱۹	۳۱/٥۱		



شکل ۸ مقایسه اندازه ناخالصی بحرانی با دو روش آزمایشگاهی و اندازه‌گیری شده توسط فرمول پیشنهادی



شکل ۹ نمودار $\log(K_{Imax})$ بر حسب $\log(N_f/\sqrt{area})$ برای بدست آوردن پارامترهای c و m معادله پاریس

در شکل (۸) ارتباط بین اندازه بحرانی ناخالصی بر حسب سختی ویکرز مشاهده می‌شود. با افزایش سختی فاز زمینه تا ٤۰۰ ویکرز اندازه بحرانی ناخالصی‌هایی که منجر به شکست می‌شوند، افزایش می‌یابد. این بدان معنی است که ناخالصی‌های غیر مخرب بزرگ‌تری قادر به حضور در ساختار خواهند بود و این شرایط تا سختی ٤۰۰ ویکرز صادق است. در سختی‌های بالاتر از ٤۰۰ ویکرز سایز ناخالصی‌های مجاز در فولاد، کاهش یافته و ناخالصی‌های غیر فلزی در فولادهای با استحکام بالا بیشتر مخرب خواهند بود.

بنابراین، فولادسازان باید در مورد تمیزی فولادهای با استحکام بالا دقت و مراقبت بیشتری داشته باشند، زیرا اندازه بحرانی ناخالصی برای این فولادها بسیار کوچک‌تر است.

تخمین عمر خستگی توسط شدت تنش. برای تخمین عمر خستگی یک قطعه، تعیین مقدار بار، طول ترک مجاز، سرعت رشد مرحله II ترک خستگی لازم و ضروری به نظر می‌رسد. تاناکا و همکارانش [14] پیشنهاد کردند که پارامترهای c و m موجود در معادله

پاریس (معادله ۸) که ارتباط نرخ رشد ترک (da/dN) به ضریب شدت تنش را مشخص می‌کند، را می‌توان به صورت غیرمستقیم از داده‌های نمودار S-N تعیین کرد.

$$\frac{da}{dN} = c\Delta K^{m} \qquad (۸)$$

ضریب شدت تنش برای ناخالص را می توان بصورت زیر نوشت [۱۵-۱۴]:

$$\Delta k = C_1\, \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area}} \qquad (۹)$$

با جایگذاری رابطه (۹) در رابطه (۸) و با فرض اینکه ناخالصی شکل کروی داشته باشد داریم :

$$\frac{da}{dN} = c(C_1\, \sigma\, \pi^{\frac{3}{4}}\ a^{1/2})^{m} \qquad (۱۰)$$

با انتگرال گیری از معادله (۱۰) در بازه‌ی اندازه ناخالصی(a_i) تا اندازه نهایی ترک (a_f) و از صفر تا N_f رابطه بین عمر خستگی و فاکتور شدت تنش، به شکل رابطه (۱۱) بدست می آید [14-15].

$$(K_{Imax})^{m} \frac{N_f}{\sqrt{area_i}} = \frac{2K}{(m-2)c} \qquad (۱۱)$$

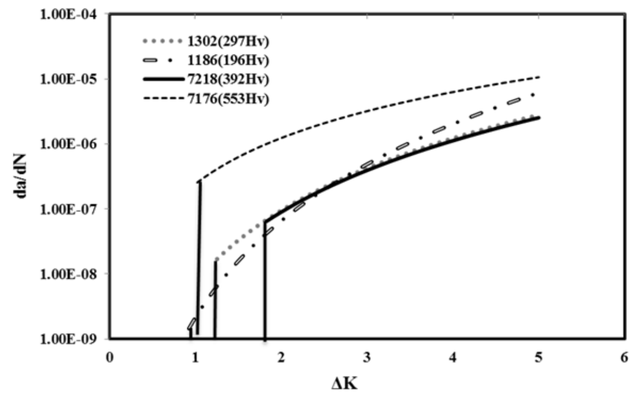
که در آن k برابر است با:

$$k = 1 - \frac{1}{\left(\sqrt{\sqrt{area_f}/\sqrt{area_i}}\right)^{\frac{m}{2}-1}} \qquad (۱۲)$$

و با فرض اینکه اندازه ترک نهایی بسیار بزرگ‌تر از اندازه ناخالصی می‌باشد، k برابر یک شده و رابطه (۱۱) به صورت زیر می شود [1,14,16]:

$$(K_{Imax})^{m} \frac{N_f}{\sqrt{area_i}} = \frac{2}{(m-2)c} \qquad (۱۳)$$

شکل (۹) تغییرات K_{Imax} با $N_f/\sqrt{area}$ همه نمونه‌های مورد آزمایش که از داده‌های نمودار S-N بدست آمده است، را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود یک ارتباط خوب خطی در نمودار log-log حاصل شده است. در ابتدا با لگاریتمی کردن رابطه (۱۳) یک معادله خطی مطابق با شکل(۹) حاصل می‌شود که شیب این نمودار به عنوان m و عرض از مبدأ آن مساوی با log(2/(m-2)c است. با جایگزینی m در عبارت log(2/(m-2)c پارامتر c نیز بدست می‌آید. با تعیین پارامترهای c و m و جایگزینی در معادله پاریس می‌توان نمودار (da/dN)-Δk را رسم و نواحی مختلف گسترش ترک خستگی را مشاهده کرد شکل(۱۰). بر طبق نظریه موراکامی [5] حد خستگی برای یک فولاد تنش بحرانی جهت ایجاد ترک نیست، بلکه تنش آستانه برای گسترش ترک‌های غیر پیش‌رونده بدون توجه به حضور نقایص است. بنابراین، هنگامی که یک ناخالصی غیر فلزی منشأ ترک باشد، نباید حد خستگی را به عنوان تنش بحرانی برای ایجاد ترک در نظر گرفت، بلکه باید به عنوان تنش آستانه جهت گسترش ترک‌های غیر پیش‌رونده از ناخالصی‌های غیر فلزی و گسترش آن به داخل ریز ساختار و در نهایت توقف رشد آن در نظر گرفت. لذا، با بدست آوردن Δk_{th} حاصل از نمودار (۱۰) می‌توان حد خستگی فولاد را نیز پیش‌بینی کرد. طبق نمودار (۱۰) و مقایسه آن با نمودار (۳)، مشخص است که نمونه‌ای که حد خستگی بیشتری دارد، در واقع Δk_{th} بالاتری دارد. فولاد 1.1186 با کم‌ترین Δk_{th}، کم‌ترین حد خستگی و فولاد 1.7218با بیشترین Δk_{th}، بالاترین حد خستگی را دارد. طبق نظریه موراکامی، تا هنگامی که ترکی در مرز ناخالصی و زمینه بوجود نیامده است، ناخالصی‌ها به عنوان مراکز تمرکز تنش عمل می‌نمایند و به محض اینکه ترک ناشی از تمرکز تنش ناخالصی ایجاد شد، تمرکز تنش به ترک منتقل شده و موجب اشاعه آن می‌گردد [17]. بنابراین، طبق نمودار (۱۰)، فولاد 1.7176 با دارا بودن بیشترین سرعت رشد ترک خستگی، در بالاترین قسمت نمودار واقع شده است. بعد از آن فولاد 1.1186 می‌باشد که نمودار با شیب زیادی افزایش یافته و ترک با سرعت بیشتری اشاعه می‌یابد و Δk_{th} آن نیز کمتر از بقیه فولادها می‌باشد. دو فولاد 1.7218 و 1.1302 تقریباً سرعت رشد یکسانی دارند، ولی Δk_{th} فولاد 1.7218 بیشترین مقدار می‌باشد.

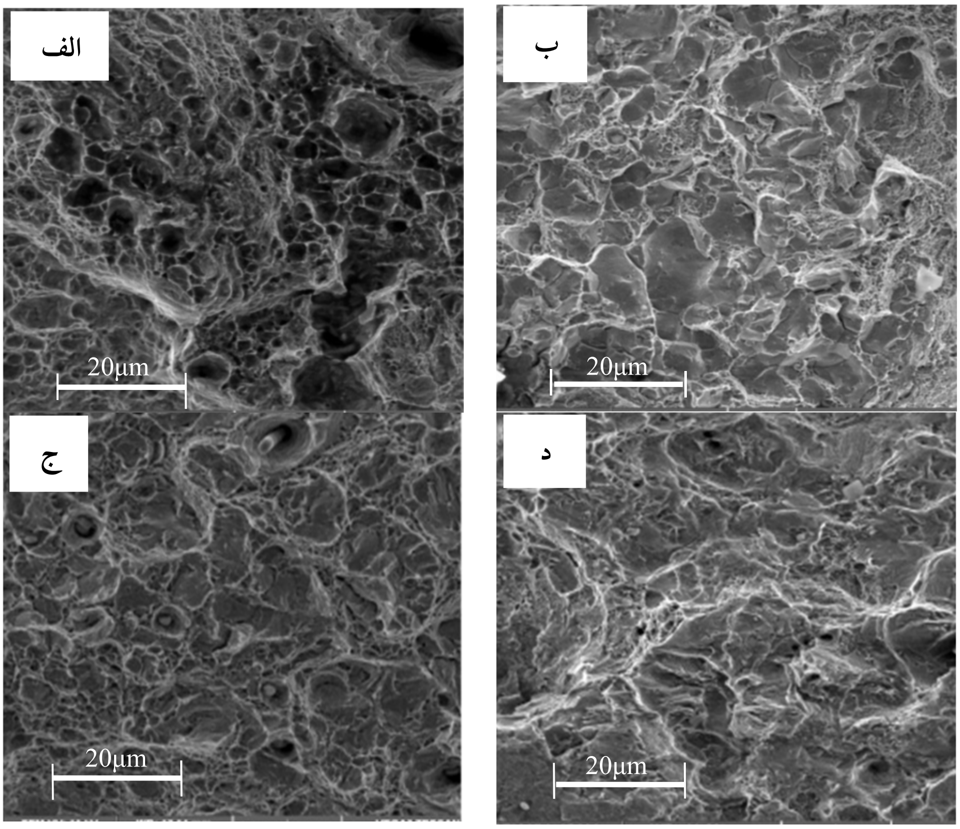


شکل ۱۰ نمودار سرعت انتشار ترک (da/dN) بر حسب ضریب شدت تنش(Δk) برای فولادهای مورد آزمایش

شکست نگاری. مشاهدات میکروسکوپ الکترونی روبشی حاصل از سطوح شکست نشان می‌دهد که ناخالصی‌های غیر فلزی منشأ اصلی ترک خستگی می‌باشند. ناخالصی‌ها شامل اکسید کلسیم، آلومینیوم، سیلیسیم، منیزیم، می‌باشند. سطح مقطع شکست نهایی ریز ساختارهای مورد بررسی در شکل (۱۱) نشان داده شده است. سطح شکست فولاد 1.7218 دیمپل مانند شامل حفره‌های ریز و درشت که نشان دهنده بهم پیوستگی و رشد میکروحفره‌ها است، می‌باشد (شکل ۱۱(الف)). این دیمپل‌ها ازکاربیدهای به وجود آمده در فرآیند تمپر، آخال‌ها و رسوبات بوجود می‌آیند. زیرا مدول الاستیک این ذرات با زمینه متفاوت است، لذا در حین تغییر شکل بین این ذرات و زمینه تنش برشی بوجود آمده و موجب جوانه‌زنی ترک و سپس رشد و در نهایت پارگی به صورت دیمپل می‌گردد. نابجایی‌ها و مناطق تمرکز تنش نیز می‌توانند به عنوان مراکز جوانه‌زنی میکروحفره‌ها عمل کنند [۱۸]. فولاد 1.7176 به دلیل داشتن صفحات صاف براق که صفحات رخ برگی نام دارند، به صورت ترد می‌شکنند. پیدایش این سطوح در فولاد را می‌توان به چند عامل نسبت داد که عبارتند از: ۱- کاربیدهای آهن [19,20]، آخال‌های کروی شکل سولفید منگنز [21] و ذرات ثانویه به ویژه کاربید تیتانیم [۲۲-19]. در صورتی که کاربیدهای آهن، آخال‌های سولفیدی یا ذرات ثانویه، عامل پیدایش سطوح روشن در شکست رخ برگی باشند، وجود حفره در محل شروع رشد ترک اجتناب‌ناپذیر خواهد بود [۲۲]. اما در بررسی‌های شکست نگاری وجود حفره در محل شروع رشد ترک مشاهده نشد، لذا این عامل نمی-تواند موجب شکست شده باشد. ۲- مرزدانه‌ها: که عامل اصلی در ناهمگن بودن ریز ساختار مواد پلی کریستال تک فازی و شکست ترد در این مواد به شمار می‌روند. ۳- مرزهای بین فازی: در حین عملیات حرارتی و انجام استحاله فازی در منطقه دو فازی، جایی که فریت از آستنیت تشکیل می‌شود، تعداد زیادی نابجایی کم‌تحرک در مرزهای بین فازی فریت/آستنیت تشکیل می‌شود تا جایی که بر تعداد این نابجایی‌های نامتحرک به هنگام انجام استحاله‌های بینیتی و مارتنزیتی افزوده می‌شود. به دلیل ایجاد فاز مارتنزیت چگالی نابجایی‌ها در مرزهای بین فازی و هم چنین تنش‌های پسماند به وجود آمده در ساختار این فولاد افزایش می یابد. این امر منجر به شکل‌گیری مرزهایی با ساختار نامنظم در طول عملیات حرارتی در فولاد می‌شود. نامنظم بودن ساختار می‌تواند مقاومت ریزساختار را در برابر شکست رخ برگی کاهش دهد. می‌توان چنین استنباط کرد که به علت پر تعداد بودن مرزهای بین فازی در ریز ساختار فولاد 1.7176، با کاهش مقاومت

ریزساختار به شکست رخ برگی، شرایط شکست ترد در فولاد فراهم شود. بنابراین، طبق شکل (۱۱- ب) سطح شکست نهایی فولاد 1.7176، به علت نمایان شدن سطوح صاف با دانه بندی مشخص، از نوع رخ برگی است. شکل (۱۱- ج) سطح شکست فولاد 1.1302 را نشان می‌دهد که ترکیبی از دیمپل‌های نرم و صفحات رخ برگ ترد می‌باشد. شکست نسبتاً ترد این ساختار، استحکام خستگی پایین آن را توجیه می‌کند. این احتمال وجود دارد که سطح شکست فولاد 1.1186، ترکیبی از صفحات ترد رخ برگی و شکست ترد مرزدانه ای باشد (۱۱ (د)). پیدایش سطوح رخ برگی به علت تشکیل ریزترک‌ها در اطراف ناخالصیهای غیرفلزی، ناشی از تغییر شکل مومسان فولاد می‌باشد.

بدلیل قطع ناخالصی توسط نابجایی‌ها، لغزش صفحه‌ای بوده و تجمع نسبتاً زیاد نابجایی باعث ایجاد تنش‌های بزرگ، شروع ساده ریزترک‌ها و رفتار ترد خواهد شد [23]. در فولاد 1.7218 نسبت به فولاد 1.1302 اندازه متوسط و فاصله بین دیمپل‌ها کمتر و تعداد آنها در یک بزرگنمایی ثابت بیشتر است. این می‌تواند به تعداد محل‌های بیشتر جوانه‌زنی میکروحفره‌ها در فولاد 1.7218 مربوط باشد. کوچکتر بودن اندازه دیمپل‌ها و بیشتر بودن تعداد آن‌ها در فولاد 1.7218 می‌تواند حاکی از افزایش انرژی شکست و در نهایت منجر به بالاتر بودن استحکام خستگی و انعطاف‌پذیری کمتر این فولاد نسبت به بقیه فولادها با سختی کمتر از ۴۰۰ ویکرز باشد.



شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نهایی خستگی فولادهای مورد آزمایش
الف) 1.7218 ب) 1.7176 ج)1.1302 د) 1.1186

نتیجه گیری

براساس آزمون‌های خستگی انجام شده در این تحقیق و مطالعات ریزساختاری نتایج زیر حاصل گردید.

(۱) حد خستگی چهار نوع فولاد تجاری 1.1186، 1.1302، 1.7218 و 1.7176 با سختی‌های مختلف، تا ٤۰۰ ویکرز افزایش و در مقادیر بیشتر سختی کاهش می‌یابد.

(۲) تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان می‌دهد که ناخالصی‌های غیر فلزی منشأ اصلی ترک خستگی در نمونه‌های آزمایش شده می‌باشند.

(۳) ارتباط فاکتور شدت تنش آستانه که توسط ناخالصی‌های غیر فلزی ایجاد می‌شود با سختی، مشابه با ارتباط حد خستگی با سختی است.

(٤) مشاهدات شکست نگاری نشان داد که هر چه تعداد دیمپل‌ها در یک بزرگنمایی ثابت بیشتر، عمیق‌تر و کوچک‌تر باشد، استحکام خستگی نیز بالاتر است.

(۵) تفاوت بین اندازه ناخالصی بحرانی به روش پیشنهادی با مقدار واقعی آن ناچیز است و ناخالصی‌های غیر فلزی در فولادهای با استحکام بالا بیشتر مخرب هستند.

(٦) معادلات مناسبی برای پیش بینی σ_w و K_{Ith} توسط سختی ویکرز ارائه شد، که برای کاربردهای صنعتی مفید می‌باشد.

مراجع

1. Shimatani Y., Shiozawa K., Nakada T., Yoshimoto T., "Effect of surface residual stress and inclusion size on fatigue failure mode of matrix HSS in very high cycle regime", *Procedia Engineering*, Vol. 2, pp. 873-882, (2010).
2. Zhang J.M., Li S.X., Yang Z.G., Li G.Y., Hui W.J., Weng Y.Q., "Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the giga cycle fatigue regime", *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, pp. 765-771, (2007).
3. Itoga H., Tokaji H., Nakajima M., Ko H.N., "Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel", *International Journal of Fatigue*, Vol. 25, pp. 379-385, (2003).
4. Di Schino A., Kenny J.M., "Grain size dependence of the fatigue behavior of ultrafine-grained AISI 304 stainless steel", *Mater. Letters*, Vol. 57, pp. 3182-3185, (2003).
5. Murakami Y., "Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Non-Metallic Inclusions", *Elsevier, First Edition*, Oxford, pp. 11-104, (2002).
6. Casagrande A., Cammarota G.P., Micele L., "Relationship between fatigue limit and Vickers hardness in steels", *Material Science and Engineering A*, Vol. 528, pp. 3468-3473, (2011).
7. Saberifar S., Mashreghi A.R., "A Novel Method for the Prediction of Critical Inclusion Size Leading to Fatigue Failure", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 43, pp. 603-608, (2012).
8. Kang M., Aono Y., Noguchi H., "Effect of prestrain on and prediction of fatigue limit in carbon steel", *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, pp. 1855–1862, (2007).
9. Zhao A., Xie J., Sun Ch., Lei Zh., Hong Y., " Effects of strength level and loading frequency on very-

high-cycle fatigue behavior for a bearing steel", *International Journal of Fatigue*, Vol. 38, pp. 46–56, (2012).

۱۰. قندهاری فردوسی م.ر.، حسینی بنهنگی پ.، نخعی د.، مکارم م.، "شکست نگاری فولاد میکرو آلیاژی30 MSV6در تنش‌های مختلف خستگی"، پنجمین همایش مشترک انجمن مهندسین متالورژی و جامعه ریخته گری ایران، (۱۳۹۰).

11. Soleimani S.M.Y, Mashreghi A.R., Ghasemi S.S., Moshrefifar M., "The effect of plasma nitriding on the fatigue behavior of DIN 1.2210 cold work tool steel", *Materials and Design*, Vol. 35, pp. 87–92, (2012).

12. Chapetti M.D., Tagawa T., Miyata T., "Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part II:estimation of fatigue limit for failure from internal inclusions", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 356, pp. 236-244, (2003).

۱۳. دهقان طزرجانی م.، مشرقی ع.ر.، قاسمی بنادکوکی س.ص.، مصلایی پور یزدی م.، "بررسی اثر ریزساختارهای مختلف بر رفتار کششی و مکانیزم شکست فولاد ابزار سردکارDIN 1.2210"، دومین همایش بین المللی و هفتمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن علمی ریخته گری ایران، (۱۳۹۲).

14 .Tanaka K., Akinawa Y., "Fatigue crack propagation behavior derived from S–N data in very high cycle regime", *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struc*., Vol. 25, pp. 775–784, (2002).

15. Yoshiaki A., Nobuyuki M., Hirotaka T., Keisuke T., "Notch effect on fatigue strength reduction of bearing steel in the very high cycle regime", *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, pp. 1555–1565, (2006).

16. Shiozawa K., Murai M., Shimatani Y., Yoshimoto T., "Transition of fatigue failure mode of Ni–Cr–Mo low-alloy steel in very high cycle regime", International Journal of Fatigue, Vol. 32, pp. 541–550, (2010).

17. Murakami Y., Endo T., "The effects of small defects on the fatigue strength of hard steels", Materials experimentation and design in fatigue, Proc. Fatigue, pp. 431-440, (1981).

18. ASM Metals Handbook Fractography, ASM Int., Vol. 12, (1987).

19. Bakhtiari R., Ekrami A., "The effect of bainite morphology on the mechanical properties of a high bainite dual phase (HBDP) steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 525, pp. 159–165, (2009).

20. Echeverry A., Rodriguez-Ibabe J.M., "The Role of Grain Size in Brittle Particle Induced Fracture of Steels", Materials Science and Engineering A, Vol. 346, pp. 149-158, (2003).

21. Rosenfield A., Shetty D.K., "Upper Ductile-Brittle Transition Region", Eng. Frac. Mech., Vol. 17, pp 461-470, (1983).

۲۲. گلعذانی ع.س.، عبداله زاده ا.، میرزایی م.، "مقایسه خواص مکانیکی ریز ساختار مارتنزیت بازگشت داده شده و ریزساختار فریت- بینیت- مارتنزیت در فولاد42CrMo4"، مجلۀ فنی و مهندسی مدرس- مکانیک، شمارۀ ۳۹، (۱۳۸۹).

23. Hertzberg R.W., "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", J. Willy & Sons. Inc., United States of America, (1996).